

PUB-N0: JP357143435A  
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 57143435 A  
TITLE: MANUFACTURE OF HIGH STRENGTH STEEL SHEET FOR WORKING BY CONTINUOUS ANNEALING

PUBN-DATE: September 4, 1982

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
<u>TAKAHASHI, NOBUYUKI</u>	
FURUNO, YOSHIKUNI	
FUKUNAGA, MASAOKI	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
NIPPON <u>STEEL</u> CORP	

APPL-N0: JP56028433  
APPL-DATE: March 2, 1981

US-CL-CURRENT: 148/505  
INT-CL (IPC): C21D 9/46; C21D 8/02; C22C 38/06

ABSTRACT:

PURPOSE: To manufacture a steel sheet for working with high strength and a low yield ratio by subjecting a steel contg. a specified percentage each of B, C, Si, Mn, sol. Al and N to hot rolling, cooling, coiling, cold rolling and annealing under specified conditions.

CONSTITUTION: A steel consisting of, by wt., 0.02i-0.20% C, iÂ0.8% Si, 0.8i-2.0% Mn, 0.005i-0.60% sol. Al, B in iÃ0.04 ratio of B/C and by 0.003i-0.0050% as B- 0.7N, iÂ0.0060% N and the balance Fe with inevitable impurities is hot rolled so that the finish rolling is finished at the Ar3 point or below. The rolled steel is cooled at 10i-150iÂC/sec cooling rate, coiled at iÂ680iÂC, cold rolled at iÃ65% reduction ratio, soaked at 720i-850iÂC for 20seci-5min, and cooled at iÃ1iÂC/sec cooling rate. Thus, the B is solubilized, and a steel sheet with a low yield ratio is obtd.

COPYRIGHT: (C)1982,JP0&Japio

⑬ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭57—143435

⑤Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 21 D 9/46  
8/02  
// C 22 C 38/06

識別記号  
C B B

庁内整理番号  
7047—4K  
6793—4K  
7147—4K

⑬公開 昭和57年(1982)9月4日

発明の数 1  
審査請求 未請求

(全 6 頁)

⑭連続焼鈍による加工用高強度薄鋼板の製造法

1 新日本製鉄株式会社八幡製鉄  
所内

⑮特 願 昭56—28433

⑯発 明 者 福永正明

⑮出 願 昭56(1981)3月2日

北九州市八幡東区枝光1—1—

⑯発 明 者 高橋延幸

1 新日本製鉄株式会社八幡製鉄

北九州市八幡西区枝光1—1—

所内

1 新日本製鉄株式会社八幡製鉄  
所内

⑰出 願 人 新日本製鉄株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6

⑯発 明 者 古野嘉邦

番3号

北九州市八幡東区枝光1—1—

⑱代 理 人 弁理士 茶野木立夫

明 細 書

1. 発明の名称

連続焼鈍による加工用高強度薄鋼板の製造法

2. 特許請求の範囲

重量で、C : 0.02~0.20%、Si : 0.8%以下、Mn : 0.8~2.0%、酸可溶Al : 0.005~0.060%、B : B/Cが0.04以上、かつB-0.7Nとして0.0003~0.0050%、N : 0.0060%以下、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼を、熱間圧延にさいしAr<sub>3</sub>点以上で仕上圧延を終了し、ついで10~150℃/secの冷却速度で冷却し、680℃以下で捲取り、圧下率65%以上で冷間圧延し、続いて720℃~850℃で20秒~5分間均熱した後、1℃/sec以上で冷却することを特徴とする連続焼鈍による加工用高強度薄鋼板の製造法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は引張強さが40~60キロ級を主体とする高強度で降伏比の低い加工用冷延鋼板、

また表面処理用鋼板として使用される加工用高強度薄鋼板の連続焼鈍による製造法に関するものである。

最近自動車用鋼板は乗員の安全保護や燃費低減を目的として、40~60 kg/mm<sup>2</sup>級高強度冷延鋼板の採用が急速に進められている。中でも車体の寿命、耐久性を改善するために、溶融亜鉛メッキ高強度表面処理鋼板を使用する必要が高まっている。

従来の高強度冷延鋼板や表面処理鋼板は固溶強化法や析出強化法によつて高強度化をはかっているが、必然的に降伏点が高くなり、プレス成形時にスプリングバック量が増し、形状凍結性が劣ると共に面ひずみとよばれるしわ不良現象が発生する欠点がある。

従来提案された高強度冷延鋼板の一例として、特開昭54-83924号公報がある。これはSiを高強度化のために0.7~1.5%と比較的多量含有させるとともに、Bを含有させて焼鈍後の冷却速度を制御して高強度冷延鋼板を製造する

のであるが、この製造法で得られた冷延鋼板はその実施例に示されている如く降伏点が50キロ以上と非常に高く、プレス加工用鋼板として問題がある。

このようなことから本発明者らは、C-Mn系に適量のBを添加することによつて従来の高強度鋼板に代る高強度でありながら、降伏点の低い高強度冷延鋼板が得られることをすでに確認し、先に本発明者等は出願している。

すなわちそれは、C-Mn系に適量のBを添加し、Bの存在形態を固溶状態に制御し、該固溶B含有量を0.0003~0.0070%とし、 $\alpha+\gamma$ 域温度範囲で焼鈍した冷延鋼板であつて、複合組織を呈し、低降伏点で高強度を示すことから従来の高強度冷延鋼板の欠点が著しく改善できる。

前記のC-Mn-固溶B系では確かに冷却速度が10~15℃/secの連続焼鈍方法によつても低降伏点で引張り強さが40~50キロ級で、複合組織の高強度冷延鋼板が製造されるけれども、さらに高強度の50~60キロ級で低降伏

昇し、降伏点伸びも発生する。

そこで本発明者らは以上のような現状に鑑み、更に冷却速度の遅い連続焼鈍や溶融亜鉛メッキライン等においても、容易に複合組織化でき、低降伏比で高強度鋼板が安定して製造できる方法について検討した結果、C-Mn-B系成分において、BとNとCとの3者間の相互作用を考慮した成分調整を行い、熱間圧延条件と焼鈍条件を組み合わせることにより、その目的が達成できることを明らかにした。

即ち本発明の要旨はC: 0.02~0.20%、Si: 0.8%以下、Mn: 0.8~2.0%、酸可溶Al(以下sol Alという): 0.005~0.060%、B: B/Cが0.04以上で、かつB-0.7Nとして0.0003%以上0.0050%以下、N: 0.0060%以下、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼を熱間圧延に際し、Ar<sub>3</sub>点以上で仕上げ、ついで10~150℃/secの冷却速度で冷却し、680℃以下で捲取り、その後圧下率65%以上で冷間圧延し、続いて720~800℃で20

比の高強度冷延鋼板を安定して製造することが難しいことがある。ことに連続焼鈍後の冷却速度が遅い場合にその傾向がみられる。また溶融亜鉛メッキ鋼板に適用したときには複合組織化が多少難かしいという欠点を有している。

特に溶融亜鉛メッキ鋼板で複合組織化が難しい理由について述べると、溶融亜鉛メッキ鋼板の製造は、センジマー法に代表されるライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛メッキラインによるのが最も一般的であり、このライン内焼鈍は、(i)均熱時間が特に短かく、複合組織化に必要なCやMnの濃縮に不利となり、(ii)均熱後450℃前後の溶融亜鉛メッキ開始温度までの冷却速度が、通常1~8℃/secで非常に遅いため、オーステナイトがフェライトとパーライトに変換してしまい、低降伏比化に必要なマルテンサイト組織が得にくい。(iii)約450℃で10秒以内の溶融メッキ処理が施されることにより、たとえ生成されたマルテンサイトも焼戻されて、引張強度が低下し降伏点が高くなり、降伏比が上

秒~5分間均熱後1℃/sec以上で冷却する連続焼鈍による加工用高強度薄鋼板の製造法にある。

以下本発明を詳細に説明する。

Cは $\alpha+\gamma$ の2相温度域からの冷却過程において、マルテンサイト組織を得るためには0.02%以上が必要である。一方、多すぎると加工性が劣化すると共に溶接性が著しく劣化するため0.20%を上限とする。好ましくは0.04~0.10%である。

Siはフェライト中の固溶Cを粒界へ排出させ、複合組織化に補助効果を示す好ましい元素である。また高強度化のためにも有効な元素であるから本発明では0.8%まで含まれる。0.8%超では表面処理鋼板例えば溶融亜鉛メッキ鋼板に適用した場合はメッキ不良を起こすと共に、冷延鋼板を表面塗装する場合にはカチオン電着により耐食性を著しく向上できるが、それでもSiが0.8%超になると耐食性に問題が生じる。好ましくは0.6%以下がよい。

Mnは $\gamma$ 相を安定化し、冷却過程で複合組織化

を容易にする元素であり、本発明の目的を達成させるためには0.8%以上が必要である。一方あまり多すぎると製鋼作業が困難となると共に、溶接性が劣化すること、溶融亜鉛メッキ鋼板の場合にはメッキ性を劣化させるため、Mnの上限を2.0%とする。

Alは後述するBの効果を十分に発揮させるために、脱酸剤として必要な元素であり、酸可溶Alとして0.005%以上が必要である。一方あまり多すぎても介在物起因の表面性状の劣化や加工性の劣化をひきおこすため上限を0.060%とする。

Bは本発明において重要な元素である。Bは鋼中に存在する形態として、窒化物、炭化物、酸化物および固溶Bが考えられるが、本発明の目的である低降伏比の複合組織高強度冷延鋼板とするためには、上記のBの存在形態のうち、固溶Bとして存在させておくことが重要である。一方、BはNと $r$ 域温度で容易に反応し、B窒化物(BN)の生成は避けられない。従つて固溶

Bは、全B量からNと反応するB量を減じた量、すなわち $B - 0.7 \times N$ で示される量で示され、本発明の目的を達成するには $B - 0.7 \times N$ で0.0003%以上必要であり、一方あまり多すぎるとスラグの表面割れのおそれがあるため $B - 0.7 \times N$ の上限を0.0070%とする。

Bを固溶状態として制御するには、まず前述したように溶製時にAlによつて鋼を十分に脱酸したあとにBを添加し、B酸化物の生成を防ぐ必要がある。

次にB炭化物の生成をできる限り抑制するためには、熱間仕上圧延機入口の温度を950℃以上、好ましくは1000℃以上とし、仕上出口温度を $A_{r3}$ 点以上とし、捲取温度を680℃以下にするとよい。

一方B炭化物の生成を皆無とすることは難しく、C含有量が比較的多い場合にも固溶B量を確保し、低降伏比で複合組織を有する高強度鋼板とするには、種々検討したところ、第1図に示す如く、BとCの相互作用からBとCの重量

パーセント比B/Cで0.04以上にすればよいことを知見した。B/Cが0.04以下になると降伏比が大きくなるか、あるいは降伏点伸びがみられ好ましくない。図中○印は降伏比<0.6、かつ降伏点伸び<0.5%、×印は上記範囲外を示す。

なおこの第1図での試験材のベース成分は、C: 0.05~0.18%、Mn: 1.60~1.65%、N: 0.0020~0.0030%、B: 0.0020~0.0080%であり、冷延後の連続焼鈍条件は760℃で90秒均熱し、5℃/secで冷却した。

以上よりBは $B - 0.7 \times N$ として0.0003%~0.0050%で、かつB/Cが0.04以上を満足させることが本発明の目的を達成させるために必須の条件である。

NはBとの反応によつてBNを生成し、固溶Bの制御に好ましくないため、上限を0.0060%とする。好ましくは0.0040%以下がよい。

不可避的不純物としてのSはプレス加工性に好ましくなく、0.015%以下がよい。一方、

Pは固溶強化型元素として高強度化のために0.08%以下を含有させても本発明の効果は失われないが、プレス加工性の面から少ない方が好ましい。

上記元素以外にCr、Mo等のマルテンサイトの生成を容易にさせる元素を1種または2種以上0.2~1.0%添加することは有効である。

また、伸び、フランジ性を向上させるためにCa、REM、Zr等の硫化物の形態を制御する元素の添加も有効である。

次に製造条件の限定理由を述べる。

上記の成分範囲内にある鋼は、電気炉、転炉等によつて溶製され、造塊一分塊あるいは連続鑄造によりスラブとされる。次に熱間圧延されるが、仕上出口温度は $A_{r3}$ 点以上とし、次いで10~150℃/secの冷却速度で冷却し、680℃以下の温度で捲取る。仕上温度が $A_{r3}$ 点未満であると複合組織が得難く、又熱間圧延後の冷却速度が、余りにも遅くなると低降伏比で高強度をもたらす複合組織とならないので、下限を

10℃/secとする。一方冷却速度が速すぎると熱延板の組織がベイナイトイックな焼入組織とアシキュラーフェライトが形成され、降伏比が高くなり、延性を著るしく劣化させるので上限を150℃/secとする。

また捲取温度が680℃を超えると、B炭化物が多量に生成されて本発明の目的が達成できない。

熱延コイルは次に酸洗後、冷間圧延されるが、連続溶融亜鉛メッキラインのような遅い冷却速度でも複合組織化させるためには、熱延時に生成された炭化物等の析出物を冷延によつて微細に破碎し、焼鈍の加熱時にCの再溶体化を促進させて、 $\alpha + \gamma$ 域温度でのCの粒界への濃縮を容易にする必要がある。そのために冷間圧下率は65%以上とする。

冷間圧延した後、冷延コイルは焼鈍温度が720～850℃で20秒～5分間の均熱後、1℃/sec以上の冷却速度で連続焼鈍される。焼鈍温度が720℃未満では $\alpha + \gamma$ の2相状態にす

ることができないため、下限を720℃とする。また、850℃を超えると $\alpha$ 相の体積率が減少し、組織は2相であつても降伏点が上昇し、低降伏比が得られない。均熱時間は20秒未満では $\alpha + \gamma$ の2相組織の生成が不十分であり、5分を超えると $\gamma$ 相が粗大に生成され延性を劣化させる。好ましい焼鈍範囲は730～780℃で60～120秒がよい。

次に冷却速度であるが、これまでに述べた成分および製造条件の限定範囲内であれば、1℃/sec以上の冷却速度においてマルテンサイト組織が得られる。冷却速度が早いほど生成マルテンサイト量が増加し、高強度が得られる。ところが、あまり急冷すぎるとマルテンサイトが結晶粒界に沿つて多量に生成され、塑性変形時に応力の集中源となり延性を劣化させる。強度と延性のバランスを良好とするには、適正な冷却速度範囲があり、本発明鋼においては10～50℃/secの冷却速度が好ましい。

次に本発明の実施例を示す。

#### 実施例1

第1表に示す成分の鋼を溶製し、同表に示す条件で熱延—冷延—連続焼鈍を行つた。

試料№1～5で成分の影響、№6と8で熱延条件の影響、№9～13で焼鈍条件の影響を各々調査した。

焼鈍後の機械的性質を第2表に示すが、本発明範囲内で製造した鋼板は降伏比が低く、降伏点伸びもなく延性に優れ、加工性が良好なことが明らかである。

第 1 表

試料 No	成 分 (wt %)										熱 延		熱延後 の冷却 速度 ( $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ )	冷延 冷延率 %	連続焼鈍		
	C	Si	Mn	P	S	sol Al	N	B	B/C	B-0.7N	仕上出 口温度 $^{\circ}\text{C}$	捲取 温度 $^{\circ}\text{C}$			均熱 温度 $^{\circ}\text{C}$	均熱 時間 秒	冷却 速度 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
1	0.09	0.02	1.57	0.013	0.010	0.044	0.0030	0.0030	0.03	0.0009	890	550	30	75	760	90	6
2	0.15	0.02	1.60	0.012	0.010	0.030	0.0024	0.0032	0.02	0.0015	"	"	"	"	"	"	"
※ 3	0.07	0.02	1.60	0.010	0.009	0.051	0.0022	0.0059	0.08	0.0044	"	"	"	"	"	"	4
※ 4	0.13	0.35	1.82	0.011	0.010	0.046	0.0035	0.0072	0.06	0.0048	"	"	40	"	"	"	1
5	0.08	1.0	0.60	0.01	0.011	0.045	0.0038	0.0066	0.08	0.0039	"	"	30	"	"	"	6
6	0.06	0.02	1.58	0.010	0.010	0.038	0.0037	0.0047	0.08	0.0021	880	750	7	"	"	"	5
※ 7	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	900	600	30	"	"	"	"
8	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	750	450	160	"	"	"	"
9	0.06	0.05	1.65	0.012	0.010	0.052	0.0035	0.0048	0.09	0.0024	"	"	30	75	700	"	"
※10	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	30	"	730	"	"
※11	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	60	"	800	"	"
※12	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	60	"	850	"	"
13	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	60	"	750	15	"

- (注) 1. 試料Noの欄で※印を付した試料は本発明鋼で、他は比較鋼を示す。  
 2. 熱延の仕上板厚は3.2mmである。  
 3. 冷延、板の板厚0.80mmである。

第 2 表

試料 No	YP ( $\text{Kg}/\text{mm}^2$ )	TS ( $\text{Kg}/\text{mm}^2$ )	El (%)	YP/TS	YP-El (%)
1	34.6	51.6	32	0.67	1.0
2	36.2	53.2	33	0.68	1.5
※ 3	21.7	48.3	37	0.45	0
※ 4	29.8	57.6	30	0.52	0
5	35.0	47.2	30	0.76	4.7
6	28.9	47.6	32	0.61	1.2
※ 7	22.5	48.1	38	0.48	0
8	35.0	53.1	32	0.66	2.4
9	30.7	42.7	38	0.72	3.0
※10	25.5	45.6	39	0.56	0
※11	22.4	48.8	37	0.46	0
※12	26.4	42.5	34	0.62	0
13	27.3	43.4	37	0.63	1.7

(注) ※印は本発明鋼である。

実施例 2

第3表に示す鋼成分および製造条件で作られた冷延鋼板を、室温から600℃まで20秒、600℃から770℃まで25秒で加熱し、770℃から直ちに680℃まで60秒(冷却速度1.5℃/sec)、680℃から450℃まで20秒(11℃/sec)で冷却し、450℃で6秒保たの後、450℃から250℃まで空冷し、その後水冷するというゼンジミアタイプの亜鉛メッキラインの熱サイクルにシミュレートした焼鈍を施した。

得られた機械的性質を第4表に示す。

本発明によつて製造された鋼板BとCは上記のような極めて冷却速度の遅い焼鈍サイクルでも降伏比が低く、降伏点、伸びのない複合組織特有の特性を示している。

第 3 表

試料	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	B/C	仕上温度 ℃	溶取温度 ℃	冷延率 %
A	0.09	0.05	1.58	0.014	0.006	0.028	0.0028	0.0027	0.03	0.0008	900	600
B	0.07	0.03	1.60	0.012	0.009	0.043	0.0025	0.0074	0.10	0.0049	"	"
C	0.10	0.02	1.61	0.010	0.010	0.035	0.0033	0.0068	0.07	0.0045	"	"

試料	YP (kg/mm <sup>2</sup> )	TS (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)	YP/TS	YP/El
A	35.5	47.2	30	0.75	2.6
B	23.1	44.3	38	0.52	0
C	25.5	46.7	36	0.55	0

特開昭57-143435(6)

以上説明したように、本発明の方法によれば  
例えば連続溶融亜鉛メッキ設備のように、非常  
に冷却速度の遅い連続焼鈍方法で、低降伏比の  
複合組織高強度薄鋼板が比較的合金系の成分  
で安定して製造でき、その工業的意義は大きい。

#### 4. 図面の簡単な説明

第1図はC含有量とB含有量の関係において  
B/Cが降伏比に及ぼす影響を示す図である。

代理人 弁理士 茶野木立夫



第 1 図

